# بررسی رفتار خمشی قطعات متالورژی پودر تهیه شده از پودرهای آلیاژی CZ3000 به روش تست درجا*

مهرداد موسی‌پور[۱]　　مازیار آزادبه[۲]　　احد محمدزاده[۳]

**چکیده**

*افزایش فاز مایع باعث کاهش گرانروی قطعات می‌شود. تست خمش درجا روشی برای تعیین گرانروی قطعات است. هدف از این پژوهش بررسی رفتار خمشی تیرهای برنجی در دماها و زمان‌های مختلف است. به این منظور تیرها با ترکیب Cu-28Zn در محدوده‌ی دمایی ۹۵۰-۹۱۰ درجه سانتیگراد و در زمان‌های ۹۰-۰ دقیقه به روش خمش درجا مورد بررسی قرار گرفتند. برای محاسبه میزان خمش از نمونه‌ها عکس‌برداری شد. نتیجه شد که رفتار خمشی تیرهای برنجی برحسب دما خطی و بر حسب زمان غیرخطی است. علت این رفتار، پدیده‌ی تبخیر روی است که بر روی ترکیب شیمیایی آلیاژ و میزان فاز مایع تاثیر می‌گذارد.*

**واژه‌های کلیدی** پودر آلیاژی برنج، تست خمش درجا، گرانروی، تبخیر روی.

# Investigation of the Deflection Behavior of CZ3000 Prealloyed Powder Beam Using In-situ Bending Technique

M. Mousapour　　M. Azadbeh　　A. Mohammadzadeh

**Abstract**

*The viscosity of the sample decreases with an increase in fraction of the liquid phase. Beam bending test is the technique used for measuring viscosity. In this paper, an investigation of the deflection behavior of Cu-28Zn beams at various temperatures and times ranging from 910 to 950 ℃ and 0 to 90 minutes was studied. The midpoint deflection was measured by in situ bending images. It is concluded that deflection of brass beam as a function of temperature is linear and is nonlinear in the case of time. This is due to zinc evaporation that effects the chemical composition and liquid volume fraction.*

**Key words** Pre-alloyed Brass Powder, In-Situ Bending, Viscosity, Zinc Evaporation.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۷/٦ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۳/۹/۱۰ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱)دانش آموخته کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز.

(۲) نویسنده مسئول: دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز.　　Email : azadbeh@sut.ac.ir

(۳) دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اهر، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، اهر، ایران.

**DOI: 10.22067/ma.v0i29.39152**

## مقدمه

تشکیل فاز مذاب در حین تف‌جوشی روشی معمول برای چگالش قطعات پودری است [1]. نوع خاصی از تف‌جوشی در فاز مایع که در نتیجه‌ی تف‌جوشی پودرهای پیش‌آلیاژی اتفاق می‌افتد را تف‌جوشی سوپرسالیدوس (SLPS) می‌گویند. فاز مایع به‌واسطه‌ی حرارت دادن این قطعات بین دماهای سالیدوس و لیکوئیدوس، در بین ذرات پودری، مرزدانه‌ها و داخل دانه‌ها تشکیل می‌شود[2,3]. چگالش پودرهای آلیاژی با اندازه ذرات درشت به راحتی و به کمک SLPS یا تف‌جوشی در حضور جریان ویسکوز انجام می‌گیرد [4]. گرانروی قطعات نیمه‌جامد پارامتری مهم برای تعیین نرخ چگالش و اعوجاج است. بنابراین درک چگونگی تغییرات گرانروی قطعه درحین تف‌جوشی لازم است. روش‌های مختلفی برای محاسبه‌ی گرانروی وجود دارد که یکی از آن‌ها استفاده از روش تست خمش درجاست. مقدار گرانروی از محاسبه نرخ خمش نقطه میانی حین تف‌جوشی به‌دست آورده می‌شود [5]. پودرهای برنجی معمولاً به روش افشانش و با ترکیب ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد وزنی روی تولید می‌شوند. تف‌جوشی پودرهای پیش‌آلیاژی برنجی، متناسب با ترکیب شیمیایی، عمدتا در محدوده‌ی دمایی ۹۲۵- ۸۱۵ درجه سانتیگراد انجام می‌گیرد[6,8] .

فرآیند تف‌جوشی که یک مرحله مهم در تولید قطعات برنجی می‌باشد با مشکلات فراوانی همراه است. مشکلات این مرحله مربوط به فشار بخار بالای روی و تمایل بالای  این عنصر به اکسید شدن می‌باشد [9]. خواص قطعات تف‌جوشی شده‌ی برنجی به شدت تحت تاثیر دمای تف‌جوشی تغییر می‌کند [10,12]. زمان‌های طولانی و دماهای بالای تف‌جوشی به‌علت تشکیل فاز مایع بیش‌تر، موجب رشد دانه‌ها، تشدید تبخیر روی، افزایش شکل‌گیری حفرات ثانویه و بروز گرادیان ریزساختاری و ترکیب شیمیایی در اثر جاذبه زمین می‌گردد که خواص مناسبی را در پی ندارد[13]. به عبارت دیگر، بهتر است به‌دلیل مسائل زیست محیطی و جلوگیری از تبخیر روی، صرفه‌جویی اقتصادی و جلوگیری از تغییر شکل و گرادیان ریزساختاری تف-جوشی در زمان‌ها و دماهای کم‌تر انجام گیرد [14].

در این پژوهش هدف بررسی تاثیر دما و زمان بر میزان تبخیر روی، بررسی رفتار خمشی و مطالعه گرادیان‌های ریزساختاری و ترکیب شیمیایی آلیاژ Cu-28Zn در دماهای بالاتر از دمای بهینه (۸۷۰–۸۸۰ درجه سانتی-گراد) است[7,8]. به همین منظور از روش خمش درجا برای بررسی رفتار خمشی و تاثیر جاذبه زمین استفاده شده است. همچنین جهت بررسی و آشکارسازی نحوه تبخیر عنصر روی و گرادیان‌های ریزساختاری و ترکیب شیمیایی از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی استفاده شده است.

## مواد و روش تحقیق

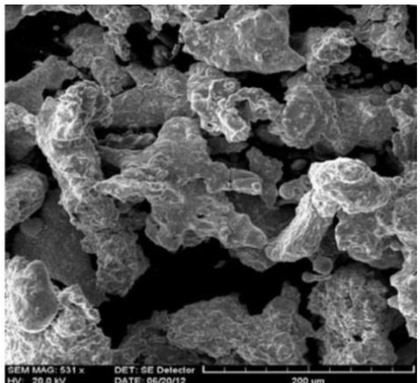
پودر پیش‌آلیاژی برنج با ترکیب Cu-28Zn به‌عنوان ماده اولیه مورد استفاده قرار گرفت. برای تعیین دقیق ترکیب، پودر مصرفی تحت آنالیز فلورسانس اشعه ایکس قرار گرفت که نتایج آنالیز شیمیایی و خواص پودر در جدول (۱) و مورفولوژی پودر در شکل (۱) ارائه شده است.

پودر پیش‌آلیاژی برنج مصرفی به همراه ۰/۷۵ درصد وزنی استئارات لیتیم به مدت ۲۰ دقیقه در همزن آزمایشگاهی V شکل با سرعت ٦٥ دور بر دقیقه مخلوط شد. این مخلوط به عنوان پودر اولیه مصرفی برای ساخت تمامی نمونه‌های آزمایشی مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌ها به شکل تیر به ابعاد ۱۰×۱۰×۵۵ میلی‌متر مکعب توسط پرس هیدرولیکی تک‌محوره با قالب متحرک تحت فشار ٦۰۰ مگاپاسکال با چگالی خام ٦/١٤ گرم بر سانتیمتر مکعب که به روش هندسی محاسبه شده تهیه شدند. شمایی از تیرهای برنجی مورد آزمایش در شکل (۲) آورده شده است. به این منظور از پایه‌ی آلومینایی با درصد خلوص ۹۵٪ و با طول تکیه-گاه ٤٢ میلی‌متر استفاده شد. مجموعه حاصل در یک کوره تیوبی افقی قرار داده شد. این درحالی است که در

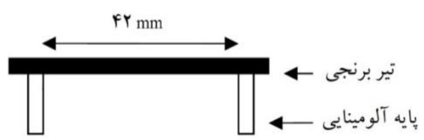
انتهای کوره، پنجره‌ای از جنس کوارتز جهت مشاهده‌ی خمش نمونه‌ها تعبیه شده است. شماتیک کوره و چرخه‌ی تف‌جوشی در شکل (۳) آورده شده است.

جدول ۱ مشخصات پودر برنجی Cu-28Zn

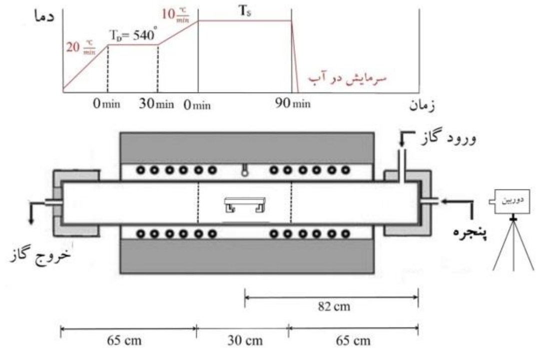
| ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) | |
|---|---|
| Cu | باقی مانده |
| Zn | ۲۸/٦ |
| Al | ۰/۱٤ |
| Fe | ۰/۰۸۵ |
| S | ۰/۰٦۲ |
| تست الک | |
| درصد وزنی | اندازه ذرات (میکرومتر) |
| ۵۷/۹۱ | ٦۳-۱۸۰ |
| ٤۲/۰۹ | <٦۳ |
| خواص پودر | |
| چگالی ظاهری ($g/cm^3$) | ۳/۲ |
| سیالیت ($sec/50g$) | ۲۱ |
| شکل ذرات | نامنظم |



شکل ۱ مورفولوژی پودر آلیاژی **Cu-28Zn**




شکل ۲ شمایی از تیر بر روی پایه آلومینایی مورد استفاده برای تست خمش درجا [5]




شکل ۳ شماتیک کوره و چرخه تف‌جوشی

تیرهای برنجی با نرخ گرمایشی ۲۰ درجه بر دقیقه از دمای اتاق تا دمای ۵٤۰ درجه سانتیگراد حرارت داده شدند. به منظور روانساز زدایی، نمونه‌ها در این دما به مدت ۳۰ دقیقه نگه داشته شدند. سپس با نرخ ۱۰ درجه بر دقیقه تا محدوده دمایی ۹۵۰-۹۱۰ درجه سانتیگراد حرارت داده شده و به مدت ۹۰ دقیقه تحت اتمسفر گاز نیتروژن با نرخ جریان ۲ لیتر بر دقیقه تف‌جوشی و سپس در آب کوئنچ شدند. میزان خمش تیرها در دما و زمان‌های مختلف به کمک نرم‌افزار Screen Ruler 2D، به‌دست آورده شد. ریزساختار نمونه‌های تف‌جوشی شده توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus PMG3 مورد بررسی قرار گرفت. همین‌طور مطالعات مربوط به آنالیز نقطه‌ای به‌منظور بررسی توزیع عناصر آلیاژی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل CAM SCAN MV2300 انجام گرفت.

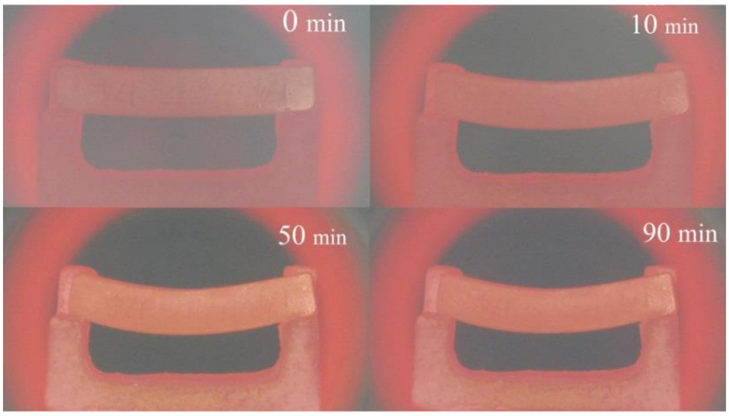
برای محاسبه‌ی میزان کاهش وزن قطعات از رابطه (۱) استفاده شد.

$$Weight\ \ loss\,(\%) = \frac{M_g - M_s}{M_g} \times 100 \qquad (۱)$$

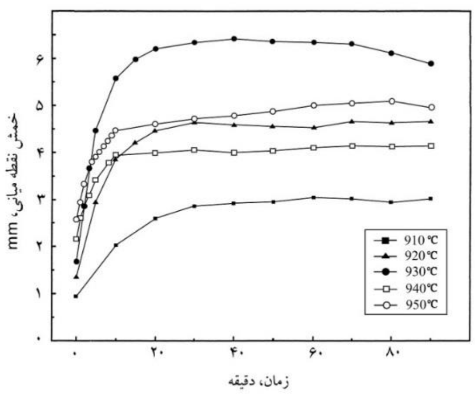
در رابطه فوق $M_g$ جرم قطعه خام برحسب گرم (بدون احتساب جرم روانساز) و $M_s$ جرم قطعه تف‌جوشی شده بر حسب گرم می‌باشد.

## نتایج و بحث

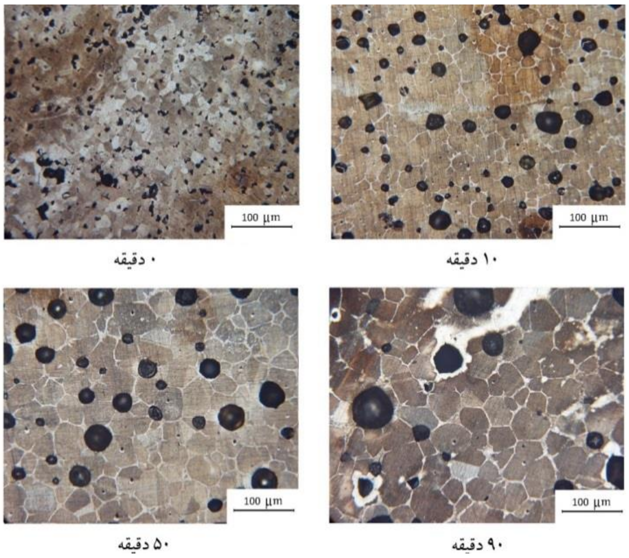
شکل (٤) تصاویر ثبت‌شده توسط دوربین در دمای ۹۲۰ درجه سانتیگراد و زمان‌های مختلف را نشان می‌دهد. خمش نقطه میانی تیرهای برنجی به‌عنوان تابعی از زمان در دماهای مختلف در شکل (۵) نشان داده شده است. با گذشت زمان، میزان خمش نقطه میانی افزایش پیدا کرده است. در دمای ثابت، افزایش زمان باعث می‌شود که صلبیت و گرانروی نمونه‌ها کاهش یابد. در این شرایط تیرهای برنجی به‌دلیل از دست دادن استحکام ناشی از ته نشینی فاز مایع در اثر جاذبه زمین دچار خمش می‌شوند. شکل (٦) ریزساختار قسمت‌های پایینی تیرهای برنجی را در دمای ۹۲۰ درجه سانتیگراد و زمان‌های مختلف تف‌جوشی نشان می‌دهد. با گذشت زمان، ضخامت مرزدانه‌ها در اثر ته نشینی فاز مایع افزایش پیدا کرده است که این بیانگر افزایش فاز مایع در راستای نیروی جاذبه زمین و در نتیجه افزایش خمش نقطه میانی می‌باشد. این درحالی است که شیب نمودار خمش– زمان (نرخ خمش) با گذشت زمان تف-جوشی، کاهش پیدا می‌کند. این کاهش در نرخ خمش تا زمان مشخصی (زمان بحرانی) ادامه می‌یابد و بعد از این زمان بحرانی تغییر محسوسی در خمش تیرها مشاهده نمی‌شود و نرخ خمش به سمت صفر میل می-کند.




شکل ٤ تصاویر ثبت شده توسط دوربین از تیر Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دمای۹۲۰ درجه سانتیگراد در زمان‌های مختلف در اتمسفر نیتروژن




شکل ۵ خمش نقطه میانی برحسب زمان برای تیر Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دماهای مختلف در اتمسفر نیتروژن




شکل ٦ ریزساختار قسمت‌های پایینی نمونه‌های Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دمای ۹۲۰ درجه سانتیگراد در زمان‌های مختلف در اتمسفر نیتروژن

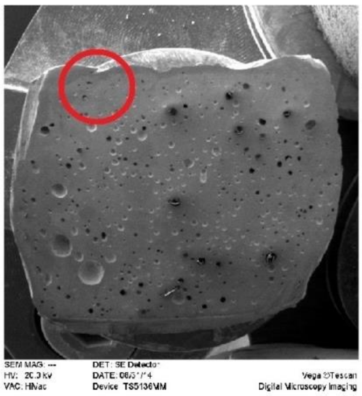
دلیل این موضوع را می‌توان ناشی از پدیده‌ی تبخیر روی عنوان کرد که به‌طور مستقیم بر ترکیب شیمیایی تیرهای برنجی تاثیر می‌گذارد. تبخیر روی باعث ایجاد گرادیان غلظتی از سطح تا مرکز قطعه شده و مقطع تیرهای برنجی به ۲ ناحیه‌ی داخلی و جداره‌ی نازک بیرونی تقسیم می‌شود.

از آن‌جایی‌که محدوده‌ی دمایی آزمایشات انجام گرفته بالاتر از نقطه جوش عنصر روی (حدود ۹۰۷ درجه سانتیگراد) می‌باشد، تبخیر روی در حین تف‌جوشی نمونه‌ها صورت می‌گیرد. روی موجود در قسمت‌هایی از تیرهای برنجی که در سطح آزاد قرار دارند، با سرعت بیش‌تری نسبت به روی موجود در داخل نمونه‌ها تبخیر می‌شوند. این اتفاق باعث ایجاد گرادیان غلظتی از سطح به سمت مرکز تیرها می‌شود.

شکل (۷) آنالیز نقطه‌ای از سطح و داخل تیرها را نشان می‌دهد که درصد روی موجود در سطح نمونه‌ها به‌واسطه‌ی تبخیر روی بسیار کم‌تر از مقدار روی در داخل نمونه‌ها (مرکز) است. مطابق شکل (۸) در دمای ثابت و با گذشت زمان ترکیب شیمیایی جداره‌های بیرونی تیرها تغییر می‌کند و به سمت مقادیر کم‌تر روی پیش‌روی می‌کند. در این شرایط طبق دیاگرام فازی و قانون اهرم، از کسر حجمی مذاب کاسته و فاز جامد در این نواحی افزایش پیدا می‌کند. کاهش فاز مایع با گذشت زمان باعث افزایش صلبیت و گرانروی جداره‌های نازک بیرونی و نهایتا کاهش نرخ خمش نمونه‌ها می‌شود.

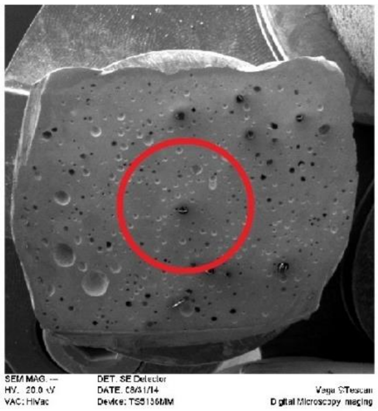
اما شرایط در نواحی داخلی تیرها متفاوت است. در این قسمت‌ها به‌دلیل بسته شدن مجاری حفرات در سطح قطعه، بخار روی موجود در نواحی داخلی و همچنین گاز نیتروژن محبوس در درون قطعات احتمالاً باعث درشت شدن حفرات می‌شوند (شکل ٦).

برخلاف جداره‌ی بیرونی تیرها که با گذشت زمان، کسر حجمی مذاب کاهش پیدا می‌کند، در قسمت‌های داخلی، به‌دلیل تغییر کمتر در ترکیب شیمیایی میزان فاز مایع تغییر چندانی نمی‌کند و فقط در اثر نیروی جاذبه فاز مایع بیشتری در قسمت‌های پایینی نمونه‌ها ته نشین می‌شود. شکل (۹) شماتیکی از این ۲ ناحیه را قبل و بعد از تف‌جوشی نشان می‌دهد که پوسته‌ای غنی از عنصر مس تشکیل شده است. همان‌طور که گفته شد مطابق شکل (۷)، عامل اصلی کاهش نرخ خمش، تغییر ترکیب شیمیایی در جداره‌ی بیرونی تیرهای برنجی است.



| Elements | Intensity | Weight % | Atomic % |
|---|---|---|---|
| Cu K | 0.9824 | 92.70 | 78.83 |
| Zn K | 0.9843 | 1.36 | 1.12 |
| O K | 1.2380 | 5.94 | 20.05 |
| Total | | 100.00 | |

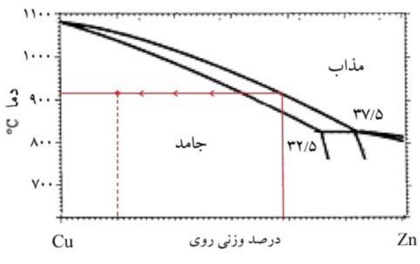
(الف)



| Elements | Intensity | Weight % | Atomic % |
|---|---|---|---|
| Cu K | 0.9984 | 65.73 | 66.01 |
| Zn K | 1.0010 | 34.09 | 33.28 |
| O K | 1.1462 | 0.18 | 0.71 |
| Total | | 100.00 | |

(ب)

شکل ۷ آنالیز نقطه‌ای (الف) سطح و (ب) مرکز نمونه‌های تف-جوشی شده در دمای۹۲۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن

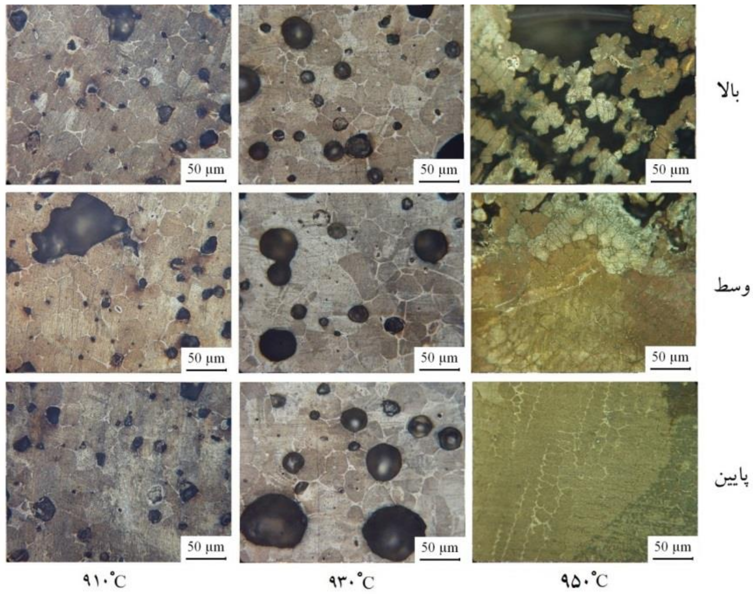



شکل ۸ بخشی از دیاگرام فازی مس–روی

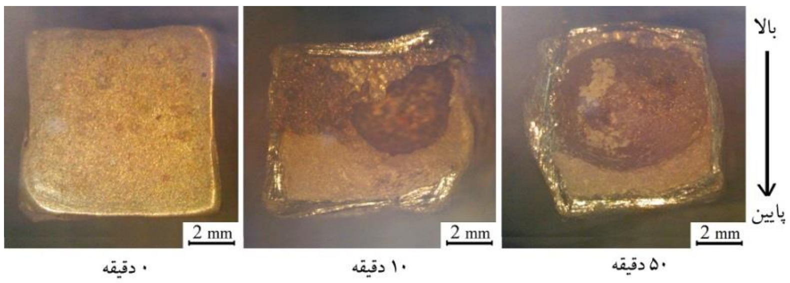



شکل ۹ شماتیکی از جداره نازک و نواحی داخلی قطعات قبل و بعد از تف‌جوشی

شکل (۱۰) ریزساختار قسمت‌های مختلف تیرهای برنجی که در دماهای مختلف و به مدت ۱۰ دقیقه تف-جوشی شده‌اند را نشان می‌دهد. در این شکل افزایش کسر حجمی مذاب با افزایش دما مشهود است. فاز مایع به‌علت نیروی جاذبه زمین به سمت قسمت‌های پایینی نمونه‌ها کشیده می‌شود و باعث پر شدن حفرات می-شود. با افزایش دما رشد دانه (مخصوصاً در نواحی پایین) اتفاق افتاده است. حضور فاز مایع در نواحی پایینی باعث ایجاد ساختار دندریتی شده است. نیروی وزن قسمت‌های بالایی بر روی نواحی پایین‌تر باعث کشیده شدن بازوهای دندریتی در این نواحی در جهت افقی شده است. از طرفی ضخامت مرزدانه‌ها (نواحی سفید رنگ) افزایش پیدا کرده است. می‌توان نتیجه گرفت که افزایش دما موجب افزایش فاز مایع و در نهایت افزایش میزان خمش می‌شود. این در حالی است که بر اساس داده‌های موجود (شکل ۵)، در دمای ۹٤۰ درجه سانتیگراد میزان خمش کاهش پیدا کرده است. شکل (۱۱) تصاویر ماکروسکوپی مربوط به تیر برنجی در دمای ۹٤۰ درجه سانتیگراد و زمان‌های مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل پیداست، در زمان ۵۰ دقیقه حفره‌ی بسیار بزرگی، بیش‌تر نواحی مرکزی تیر را در برگرفته است. وجود این حفره به‌دلیل عدم خروج بخارات روی از داخل قطعه می‌باشد.



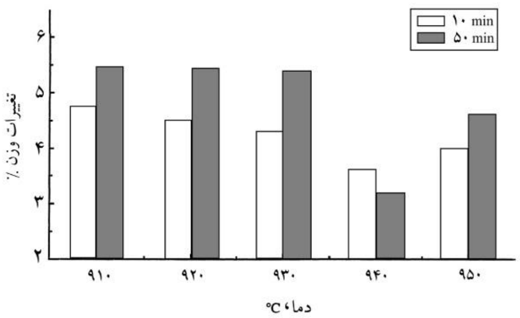

شکل ۱۰ ریزساختار نمونه‌های Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دماهای مختلف و زمان ۱۰ دقیقه در اتمسفر نیتروژن




شکل ۱۱ تصاویر ماکروسکوپی نمونه‌های Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دمای ۹۴۰ درجه سانتیگراد در زمان‌های مختلف در اتمسفر نیتروژن

شکل (۱۲) تغییرات وزن قطعات را در دماها و زمان‌های مختلف تف‌جوشی نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با افزایش دما میزان کاهش وزن کمتر شده است و مخصوصاً در دماهای ۹۴۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد میزان کاهش وزن یا تبخیر روی برخلاف انتظار نسبت به دماهای پایین‌تر کمتر است. در اینجا با افزایش دما عنصر روی در جداره قطعات (شکل ۱۱) سریع تبخیر شده و پوسته‌ای غنی از عنصر مس تشکیل شده است. بنابراین با ادامه فرآیند SLPS عنصر روی تبخیر شده در داخل نمونه‌ها می‌تواند حبس شود و باعث بروز چنین اختلافی در تغییرات وزن قطعات و رفتار خمشی باشد. واضح است که میزان بخار روی خارج شده در دمای ۹۴۰ درجه سانتیگراد بسیار کم‌تر از دماهای دیگر است.

بنابراین در دمای ۹۴۰ درجه سانتیگراد به دلیل حضور حفره‌ی حاوی بخار روی خمش نقطه میانی نسبت به دمای پایین‌تر، کم‌تر است.




شکل ۱۲ تغییرات وزن نمونه‌های Cu-28Zn تف‌جوشی شده در دماها و زمان‌های مختلف در اتمسفر نیتروژن

## نتیجه‌گیری

۱- تیرهای برنجی به‌دست آمده از پودر پیش‌آلیاژی با ترکیب Cu-28Zn تحت تست خمش درجا با طول تکیه گاه مشخص قرار گرفتند و در محدوده‌ی دمایی ۹۵۰-۹۱۰ درجه سانتیگراد خم شدند.

۲- رفتار خمشی تیرها برحسب دما، خطی و برحسب زمان، غیر خطی است که با گذشت زمان نرخ خمش کاهش پیدا کرده و به سمت صفر میل می‌کند. علت رفتار غیر خطی خمش بر حسب زمان، پدیده تبخیر روی می‌باشد که در محدوده‌ی دمای تف‌جوشی استفاده شده در آزمایش رخ می‌دهد.

۳- تبخیر روی باعث تغییر در ترکیب شیمیایی جداره‌ی نازک بیرونی تیرها می‌شود که به علت این تغییر کسر حجمی مذاب و نهایتا نرخ خمش کاهش می‌یابد.

٤- در دماهای ۹٤۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به دلیل حبس شدن بخارات روی و گاز نیتروژن در داخل قطعه و ایجاد حفره‌ی بسیار بزرگ در قسمت میانی، میزان فاز مایع کاهش پیدا کرده و روند افزایش خمش نقطه میانی با افزایش دما قطع می‌شود.

۵- کاهش دما و زمان تف‌جوشی به ترتیب باعث کاهش فاز مایع و ته نشینی فاز مایع و در نتیجه منجر به کاهش تبخیر روی و جلوگیری از گرادیان ساختاری می‌شود.

## مراجع


1- Mohammadzadeh A., Azadbeh M., Danninger H., "New concept in analysis of supersolidus liquid phase sintering of alpha brass", *Powder Metallurgy*, In press, DOI: http:// dx.doi.org /10.1179/1743290114Y.0000000114, (2014).

2- German R.M., "Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Powders", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 28, pp. 1553-1567, (1997).

3- Liu Y., Tandon R., German R.M., "Modeling of Supersolidus Liquid Phase Sintering, Part I: Capillary Force", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 26 (A), pp. 2415-2422, (1995).

4- Lal A., German R.M., "The Role of Viscosity During Supersolidus Liquid Phase Sintering", *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, pp. 169-182, (2000).

5- Bollina R., German R.M., "In Situ Evaluation of Viscosity During Sintering of Boron Doped Stainless Steel Using Bending Beam Technique", *Euro PM 2004 Sintering*, Materials Research Institute Pennsylvania State University, University Park, PA, (2004).

6- Upadhyaya G.S., "Sintered metallic and ceramic materials: preparation, properties and applications", Wiley, New York, (1999).

7- Sabahi Namini A., Azadbeh M., Mohammadzadeh A., "Microstructure and Densification Behavior of Liquid Phase Sintering Cu-28Zn Prealloyed Powder", *Science of Sintering*, Vol. 45, pp. 351-362, (2013).

8- Mohammadzadeh A., Azadbeh M., Namini A., "Densification and Volumetric Change During

Supersolidus Liquid Phase Sintering of Prealloyed Brass Cu28Zn Powder: Modeling and Optimization", *Science of Sintering*, Vol. 46, pp. 23-35, (2014).

9- Terletskii V.E., "Investigation of Conditions of Production of Brass Powders and of the Sintering of Parts from Them", Author's Abstract of Candidate's Dissertation, Kiev, (1972).

10- Palmer E., Grimme D., "Investigation of the Possibility of Production of P/M Brass Parts, New Materials Produced by Powder Metallurgy Methods [Russian Translation]", *Metallurgy*, Moscow, pp. 137-146, (1966).

۱۱- قارونی جعفری م.، آزادبه م.، محمدزاده ا.، سلیمان‌نژاد باری ع.، " بررسی تغییرات خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-20Zn نسبت به دمای تف‌جوشی"، همایش ملی مهندسی مواد، دانشگاه ملایر، (۱۳۹۱).

۱۲- صباحی ع.، آزادبه م.، "بررسی خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژ Cu-20Zn تولید شده از پودر پیش‌آلیاژی به تغییرات جزیی دمای تف‌جوشی"، فصل‌نامه‌ی علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی، سال چهارم شماره ۲، (۱۳۸۹).

13-Dovydenkova I.V., Radomyselskii I.D., "Production and Properties of Constructional Parts from Copper and Copper Alloy Powders: A review", *Poroshk. Metall*, Vol. 3 (255), pp. 56-64, (1984).

14-Azadbeh M., Danninger H., Gierl-Mayer C., "Macroscopic illustration of Zn evaporation during liquid phase sintering of Cu-28Zn prepared from prealloyed powder", Sintering, Atmosphere and Atmosphere Control, Euro PM, Manuscript refereed by Prof Francisco Castro, (2013).